

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СЛОИСТЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Тюшляева Д.С.

Руководитель – проф., д.т.н. Мальцева Л.А.

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина»,
г.Екатеринбург,
mla44@mail.ru

В данной работе были разработаны и получены с помощью технологии твердофазного совмещения (сварка взрывом) слоистые композиционные материалы из чередующихся листов: 1) алюминиевого сплава Д16 и мартенситно-старееющей стали 03Х12Н8К5М2ЮТ (ЗИ90-ВИ) толщиной $\approx 1,0$ мм и 0,5 мм соответственно (3-х слойный композит); 2) алюминиевого сплава Д16 и мартенситно-старееющей стали 03Х12Н8К5М2ЮТ (ЗИ90-ВИ) толщиной $\approx 1,0$ мм и 0,5 мм соответственно (5-ти слойный композит); 3) сплава БрБ2 – мартенситно-старееющей стали – сплава БрБ2 – мартенситно-старееющей стали – сплава БрБ2; толщиной 0,13 мм и 0,5 мм соответственно; 4) мартенситно-старееющей стали 03Х12Н8К5М2ЮТ, титанового сплава ОТ4-1, алюминиевого сплава Д16, титанового сплава ОТ4-1 и мартенситно-старееющей стали. При сварке взрывом использовалось параллельное расположение пластин и следующие параметры: $\gamma = 20^\circ$, $V_d = 2450$ м/с; $V_c = 850$ м/с, где γ – угол соударения; V_d – скорость детонации; V_c – скорость соударения. Высота слоя взрывчатого вещества составляла 20 мм. Зазоры между свариваемыми пластинами – 2 мм.

Целью настоящей работы являлось изучение структуры зоны соединения, переходной зоны многослойных композиций из разнородных металлических материалов, прочности соединения как непосредственно после сварки взрывом, так и после термической обработки. Для снятия остаточных напряжений композиты после сварки взрывом необходимо подвергать термической обработке. Для выбора режима термообработки мы исходили из температур необходимых для протекания процессов рекристаллизации и релаксации напряжений. Поскольку исходные материалы для композитов имели различные температуры плавления, а, следовательно, и рекристаллизации, то нагрев проводили при различных температурах в интервале 200...500°C с выдержкой при указанных температурах в течении 1 ч.

1. Композит II: Д16 – 03Х12Н8К5М2ЮТ – Д16 – 03Х12Н8К5М2ЮТ – Д16 (5-ти слойный). Металлографическим анализом было выявлено наличие трех зон: зоны – дюралю, зоны мартенситно-старееющей стали со структурой пакетного мартенсита и узкой переходной зоны (перемешивания) с обеих сторон на границах контактных поверхностей алюминий-сталь. Переходная зона вблизи границы раздела является неоднородной и имеет

толщину порядка 15-20 мкм. Для выяснения структуры переходной зоны были проведены микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) и растровая электронная микроскопия (РЭМ). Неровности разделяющих поверхностей незначительные, практически гладкие, однако, можно отметить образование очень тонкого переходного слоя, содержащего повышенное содержание алюминия до 85 ат. %, а также атомы железа, хрома и никеля. По внешнему виду выделений можно предположить, что это прослойка интерметаллидной фазы. Микротвердость дюрали и мартенситностареющей стали, как указывалось и в предыдущем случае, также составляет порядка 200 и 500 HV₁₀, соответственно, при этом на приконтактных со сталью участках наблюдалось не повышение, а некоторое понижение микротвердости. Проведенные испытания на перегиб показали, что число знакопеременных перегибов составляет от 7 до 10. Полученный при данных параметрах сварки взрывом композит является достаточно прочным соединением, имеющим плоскую границу раздела с отсутствием участков полного или частичного оплавления.

В связи с протеканием диффузионных процессов и процессов рекристаллизации в данном композите после термообработки на 500° С наблюдается повышение пластических свойств (с 6 до 13 %). Однако, если для алюминиевого сплава эта температура является разупрочняющей, то для мартенситностареющей стали – температурой оптимального старения. Следует отметить, что толщина разупрочненной зоны алюминиевого сплава значительно больше, чем толщина упрочненного слоя мартенситностареющей стали. Поэтому, учитывая влияние двух конкурирующих факторов в упрочнение при термической обработке композита при 500° С, можно отметить, что наблюдается незначительное снижение прочностных свойств.

Обозначение образца	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %
П-0 после сварки взрывом	505	420	6
П-4 отжиг на 500°С	440	410	13

2. Композит III: БрБ2 – 03Х12Н8К5М2ЮТ – БрБ2 – 03Х12Н8К5М2ЮТ – БрБ2. Форма границы при используемых в настоящей работе параметрах сварки уже не плоская, а волнообразная, вблизи с которой наблюдаются зоны частичного оплавления. Переходная волнообразная граница раздела данного композита отличается от описанных выше, прежде всего, амплитудой и длиной волны у разных слоев относительно ударной волны. Это объясняется тем, что верхние сварные швы подвергаются более интенсивному динамическому нагружению. На поверхностях раздела наблюдаются выступы более твердого материала (стали) в другой, более мягкий – (бронзу). Микротвердость бронзы составляет несколько выше 300 HV₁₀, в то время как микротвердость мартенситностареющей стали - 500 HV₁₀. В то же время можно отметить повышение микротвердости на 20-80 HV₁₀ в отдельных приконтактных поверхностях бериллиевая бронза – мартенситно-стареющая сталь. При испытаниях на перегиб не

наблюдалось расслоения сварного соединения. Число перегибов составляло от 10 до 12. Термическая обработка (старение) данного композита в интервале температур 200...500°C при 1-часовой выдержке не привела к заметным структурным изменениям во всех слоях.

Обозначение образца	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %
III-0 после сварки взрывом	390	375	5
III-1 отжиг на 200°C	555	530	7
III-4 отжиг на 500°C	140	110	15

При нагреве на температуру 200°C произошел распад пересыщенного твердого раствора (старение) бериллиевой бронзы с выделением интерметаллидов, и, как следствие этого, повышение прочностных характеристик композита, в то время как при нагреве до температур 500°C наблюдали снижение прочностных характеристик в результате перестаривания, растворения ранее выделившихся интерметаллидов в бериллиевой бронзе, так и в результате протекания процессов старения, перестаривания и возможного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в мартенситно-стареющей стали. По-видимому, 1-часовая выдержка для столь тонкого композита при температуре 500°C является избыточной и приводит к перестариванию.

3. Композит IV: 03X12H8K5M2ЮТ – ОТ4-1 – Д16 – ОТ4-1 - 03X12H8K5M2ЮТ. Вдоль всего профиля соединения металлов имелось хорошее соединение компонентов без пор и несплошностей. После сварки взрывом толщины слоев составляли: ОТ4-1 – 0,89 мм, Д16 – 0,87 мм, сталь 03X12H8K5M2ЮТ – 0,18 мм. Границы раздела имеют характерную для сварки взрывом слабую волнообразную форму. В данном композите наблюдаемая волнообразность со стороны удара обладает гораздо меньшей амплитудой и длиной волны, чем в рассмотренных ранее композитах. В процессе сварки взрывом образовались ровные переходные зоны, титан-сталь и дюраль-титановый сплав, которые также являются зонами перемешивания. Микротвердость титанового сплава составляет порядка 300 HV₁₀, в то время как микротвердость дюрали и мартенситно-стареющей стали, как и во всех предыдущих композитах, 200 и 500HV₁₀, соответственно. Механические свойства композиции IV непосредственно после сварки взрывом: σ_B = 690 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 525 МПа, δ = 9 %. Проведенные испытания на перегиб показали, что число перегибов во всех приведенных выше композитах составляет от 7 до 10. После старения при 500°C композита существенных изменений в микроструктуре и твердости не наблюдалось.

Исследование проведено при финансовой поддержке молодых ученых УрФУ в рамках реализации программы развития УрФУ.